

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2003226951
PUBLICATION DATE : 15-08-03

APPLICATION DATE : 05-02-02
APPLICATION NUMBER : 2002027899

APPLICANT : NATIONAL INSTITUTE FOR MATERIALS SCIENCE;

INVENTOR : SAKAGUCHI KAZUYA;

INT.CL. : C22F 1/16 C22C 22/00 // C22F 1/00

TITLE : DAMPING ALLOY HEAT TREATMENT METHOD

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a damping alloy heat treatment method in which the damping alloy made of Mn-Cu alloy after the working is heat-treated with excellent dimensional accuracy while maintaining damping characteristics, and having an enhanced strength.

SOLUTION: This damping alloy heat treatment method comprises a solution heat treatment to heat and maintain the damping alloy made of Mn-Cu alloy in a temperature range of 730-860°C, and the aging treatment to heat and maintain the damping alloy in a temperature range of 350-650°C.

COPYRIGHT: (C)2003;JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-226951

(P2003-226951A)

(43) 公開日 平成15年8月15日 (2003.8.15)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームト* (参考)
C 2 2 F 1/16		C 2 2 F 1/16	C
C 2 2 C 22/00		C 2 2 C 22/00	
// C 2 2 F 1/00	6 3 0	C 2 2 F 1/00	6 3 0 A
			6 3 0 H
	6 9 1		6 9 1 B
審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 5 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2002-27899(P2002-27899)

(22) 出願日 平成14年2月5日 (2002.2.5)

(71) 出願人 000003713

大同特殊鋼株式会社

愛知県名古屋市中央区錦一丁目11番18号

(71) 出願人 301023238

独立行政法人物質・材料研究機構

茨城県つくば市千現一丁目2番1号

(72) 発明者 渡部 健司

愛知県名古屋市南区大同町二丁目30番地

大同特殊鋼株式会社技術開発研究所内

(74) 代理人 100098615

弁理士 鈴木 学

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 制振合金材の熱処理方法

(57) 【要約】

【課題】加工後におけるMn-Cu系合金の制振合金材を、その制振特性を維持し且つ寸法精度良く処理できると共に、強度も高められる制振合金材の熱処理方法を提供する。

【解決手段】Mn-Cu系合金からなる制振合金材を、730~860℃の温度範囲で加熱および保持する溶体化処理と、その後、上記制振合金材を、350~650℃の温度範囲で加熱および保持する時効処理と、を含む、制振合金材の熱処理方法。

【特許請求の範囲】

【請求項1】Mn-Cu系合金からなる制振合金材を、760～900℃の温度範囲で加熱および保持する溶体化処理と、

その後、上記制振合金材を、350～600℃の温度範囲で加熱および保持する時効処理と、を含む、

ことを特徴とする制振合金材の熱処理方法。

【請求項2】前記溶体化処理の温度範囲は、800～850℃である、

ことを特徴とする請求項1に記載の制振合金材の熱処理方法。

【請求項3】前記溶体化処理と前記時効処理との間に、前記制振合金材を、前記溶体化温度域から水冷などの急冷をして一旦常温付近に保持する工程を有する、ことを特徴とする請求項1または2に記載の制振合金材の熱処理方法。

【請求項4】前記Mn-Cu系合金は、Cu:15～25at%、Ni:2～8at%、Fe:1～3at%、残部:Mnからなる、ことを特徴とする請求項1乃至3の何れか一項に記載の制振合金材の熱処理方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、制振合金材の熱処理方法に関する。

【0002】

【従来の技術】制振材料は、種々の機械および機械要素などの稼働時または移送時に生じる振動や騒音を低減するために、広く活用されている。このうち、制振銅板は、複数の炭素鋼板と樹脂などを厚み方向に積層して作られているため、成形加工性や適用すべき製品の大きさや形状などの点で大きな制約を有する。これに対し、Mn-Cu系の制振合金は、鋳造材、鍛造材、または圧延材などからなる一体成形物に加工し易く、例えば板、棒、線材、箔などにして活用することができる。

【0003】ところで、Mn-Cu系合金からなる制振合金材は、圧延などの加工歪みにより、制振特性が劣化するため、熱処理を最終工程で施す必要がある。例えば、Mn-Cu系制振合金を、鋳造後に、あるいは鋳造し且つ圧延などの加工後に、800～1100℃で焼鈍し且つ炉冷する製造(熱処理)方法が提案されている(特許第2849698号公報参照)。かかる焼鈍および炉冷により、所定の制振特性を確保している。尚、上記焼鈍は、数時間～数10時間にわたっている。

【0004】

【発明が解決すべき課題】しかしながら、前記製造方法における焼鈍の温度域では、Mn-Cu系合金における γ 相の結晶粒が著しく成長し、液相を生じる可能性があるため、制振合金材の力学性能および成形加工性の低下を招くおそれがある。また、高い熱処理温度で焼鈍するため、炉冷後に十分な寸法精度が得られない。この結

果、制振合金材として実際に使用できなくなる、という問題があった。本発明は、以上に説明した従来の技術における問題点を解決し、加工後におけるMn-Cu系合金の制振合金材を、その制振特性を維持し且つ寸法精度良く処理できると共に、更に強度を高められる制振合金材の熱処理方法を提供する、ことを課題とする。

【0005】

【課題を解決するための手段】本発明は、上記課題を解決するため、予め全体をMn-Cu系合金における γ 相の単相にする溶体化処理を比較的低い温度域で行った後、Mn-Cu系合金における γ 相から β 相が析出し易い温度域である約727℃よりも低い温度域で時効処理を施す、ことに着想して成されたものである。即ち、本発明の制振合金材の熱処理方法(請求項1)は、Mn-Cu系合金からなる制振合金材を、760～900℃の温度範囲で加熱および保持する溶体化処理と、その後、上記制振合金材を、350～600℃の温度範囲で加熱および保持する時効処理と、を含む、ことを特徴とする。

【0006】これによれば、溶解後に鍛造や圧延などの加工により所定の形状に成形されたMn-Cu系合金からなる制振合金材を、比較的低い温度域での溶体化処理により γ 相の単相にした後、Mn-Cu系合金における γ 相から β 相が析出し易い温度域よりも低い温度域で時効処理を確実に施すことができる。このため、かかる熱処理の前後における寸法変化が著しく低減でき、引張強度などを高められると共に、従来同様の制振特性を有する制振合金材を確実に得ることができる。

【0007】尚、溶体化処理の温度は、これが760℃未満になると、前記Mn-Cu系合金の β 相が析出し易い温度域に接近し、加工した上記合金材の歪みが完全に取れにくくなる。一方、900℃を越えると、 γ 相の結晶粒が速く成長すると共に、熱エネルギーも嵩むため、上記温度範囲としたものである。また、時効処理の温度が350℃未満になると、MnおよびCuが濃縮する相を生成する相分離が生じにくくなり、高い力学特性および制振性能が得られなくなる。一方、600℃を越えると、熱力学的に γ 相の相分離が不可能となる。このため、時効処理の温度を上記温度範囲としたものである。かかる時効処理の望ましい温度範囲は、375～525℃である。更に、前記溶体化処理に引き続いて前記時効処理を施しても良いが、後述するように、一旦急冷することにより、時効処理を一層効果的とすることができる。

【0008】また、本発明には、前記溶体化処理の温度範囲は、800～850℃である、制振合金材の熱処理方法(請求項2)も含まれる。これによれば、 β 相の生成範囲が狭くなり、局所的に液相変態するおそれも少なくなるため、 γ 相の単一相にすることが確実にとなる。

【0009】更に、本発明には、前記溶体化処理と前記時効処理との間に、前記制振合金材を、前記溶体化温度

域から水冷などの急冷をして一旦常温付近に保持する工程を有する、制振合金材の熱処理方法(請求項3)も含まれる。これによれば、制振合金材のMn-Cu系合金が、 γ 相の単一相で常温付近に急冷されるため、 α 相の析出を確実に防止できると共に、次に施す時効処理において、Mnが濃縮した領域とCuが濃縮した領域とが共存する γ 相を析出させることができる。尚、上記急冷は、Mnの濃縮した相が室温よりも高い温度で相変態を生じるMn-Cu系合金において、マルテンサイト変態を誘発させ、その生成相である双晶の運動によって振動の吸収が成されるものと考えられる。また、上記水冷に替えて、油冷または衝風冷却を適用することも可能である。

【0010】加えて、本発明には、前記Mn-Cu系合金は、Cu:15~25at%、Ni:2~8at%、Fe:1~3at%、残部:Mnからなる、制振合金材の熱処理方法(請求項4)も含まれる。これによれば、Cuの含有量を制限して、その偏析を抑制できると共に、NiおよびFeの第3元素を添加することにより、振動吸収に適した双晶を確実に生成させたMn-Cu系合金とすることができる。尚、Cuが15at%未満では、溶体化処理で γ + β 相となり易く、一方25at%を越えると偏析が生じ易くなるため、Cuの含有量を上記範囲とした。また、NiおよびFeは、それぞれの下限値未満になると、上記双晶の生成が不十分になり、一方それぞれの上限値を越えると、上記双晶を生成する効果が飽和するため、NiおよびFeの含有量を上記範囲とした。更に、上記Mn-Cu系合金に対し、Alを2~5at%の範囲で更に添加しても上記と同様の効果が得られる。

【0011】

【発明の実施の形態】以下において、本発明の実施に好適な形態を説明する。Cu:15~25at%、Ni:2~8at%、Fe:1~3at%、残部:Mnからなり、必要に応じてAlを2~5at%を含有するMn-Cu系合金を、高周波誘導加熱炉においてアルゴンなどの雰囲気下で溶解する。かかる合金の溶湯を、所定の鋳型で鋳造してインゴットとし、このインゴットを熱間鍛造、熱間圧延、および冷間圧延(加工)して、所望の形状に成形した制振合金材を得る。尚、上記インゴットを直に冷間圧延(加工)して、上記同様の制振合金材を得ても良い。

【0012】まず、前記制振合金材を、図示しない熱処理炉内の大気雰囲気中に装入した後、760~900℃、望ましくは800~850℃に加熱し且つ約1時間~数時間にわたり保持する溶体化処理を施す。その結果、かかる制振合金材の金属組織は、 γ 相の単一相となる。次に、上記制振合金材を水冷により急冷し、その γ 相を常温付近にまで保持させ、且つ α 相の析出を可及的に抑制する。かかる急冷は、Mn-Cu系合金のマルテンサイト変態を誘発させると共に、その生成相である双

晶の運動によって振動の吸収が成されるものと考えられる。尚、上記水冷に替え、油冷または衝風冷却により急冷することも可能である。

【0013】次いで、上記制振合金材を、上記同様の熱処理炉内のアルゴン雰囲気中に装入し、350~600℃に加熱し且つ約10時間程度にわたり保持する時効処理を施す。この結果、 γ 相のマトリックス中にMnが濃縮した領域およびCuが濃縮した領域をそれぞれ生じさせる。同時に、時効処理の温度域は、Mn-Cu系合金において、 γ 相から β 相が析出し易い温度である約727℃よりも低いため、かかる β 相の析出に影響されない。従って、上記制振合金材の寸法を加工時の寸法に維持することが容易となる。そして、上記時効処理の後、炉冷または空冷などで常温に冷却することにより、従来と同様の制振特性を有すると共に、寸法精度に優れ且つ高い強度を有する制振合金材が得られる。

【0014】

【実施例】ここで、本発明の具体的な実施例を比較例と併せて説明する。Cu:20at%、Ni:5at%、Fe:2at%、残部:MnからなるMn-Cu系合金を、高周波誘導加熱炉でアルゴンなどの雰囲気下で溶解した。かかる合金の溶湯を、所定の鋳型で鋳造してインゴットとし、かかるインゴットを熱間鍛造(約830℃)、熱間圧延(約750℃)、および冷間圧延で加工することにより、制振合金材を得た。かかる制振合金材からJISに規定する形状に成形した引張試験片を10個得た。

【0015】上記のうち6個の制振合金材の試験片を実施例1~6とし、大気雰囲気中の熱処理炉(図示せず)内に装入し、表1に示すように、820℃に加熱し且つ1時間保持する溶体化処理を施した後、水冷により急冷した。更に、これら実施例1~6の試験片を、アルゴン雰囲気中の熱処理炉内において、表1に示す350~600℃の温度で個別に加熱し且つそれぞれ10時間保持する時効処理を施した後、炉冷により常温に冷却した。残り4個の制振合金材の試験片における一個を比較例1とし、アルゴン雰囲気中の熱処理炉内に装入し、表1に示すように、875℃に加熱し且つ10時間保持する焼鈍を施した後、炉冷により徐冷した。更に、残り3個のうち2個を比較例2、3とし、上記実施例と同じ大気雰囲気中の熱処理炉内に装入し、表1に示すように、820℃に加熱し且つ1時間保持する溶体化処理を施した後、水冷により急冷した。これらの試験片を、アルゴン雰囲気中の熱処理炉内で330℃または650℃に加熱し且つ10時間保持する時効処理を施した後、それぞれ炉冷により徐冷した。残った他方の試験片を比較例4とし、これには何ら熱処理を施さなかった。

【0016】

【表1】

	熱処理プロセス
実施例 1	820℃×1hr→水冷→350℃×10hr→炉冷(100℃/hr)
実施例 2	820℃×1hr→水冷→400℃×10hr→炉冷(100℃/hr)
実施例 3	820℃×1hr→水冷→450℃×10hr→炉冷(100℃/hr)
実施例 4	820℃×1hr→水冷→500℃×10hr→炉冷(100℃/hr)
実施例 5	820℃×1hr→水冷→550℃×10hr→炉冷(100℃/hr)
実施例 6	820℃×1hr→水冷→600℃×10hr→炉冷(100℃/hr)
比較例 1	875℃×10hr→炉冷(100℃/hr)
比較例 2	820℃×1hr→水冷→330℃×10hr→炉冷(100℃/hr)
比較例 3	820℃×1hr→水冷→650℃×10hr→炉冷(100℃/hr)
比較例 4	なし

【0017】以上の実施例1～6と比較例1～4の試験片に対し、JIS: Z2241に従って、個別に引張試験を行った。また、制振減衰能は、その評価方法の1つである対数減衰率(δ)を、各例の前記試験片とは別に作製した厚さ1mm×幅10mm×長さ160mmの薄板試験片を用いて、中央加振法により室温で測定した。また、寸法精度については、各例毎に30mm×30mm×2mmの試験片を作製し、実施例1～6と比較例2、3では前記時効処理前後の反り量を、比較例1では前記

焼鈍の前後における反り量(反りの大きさ)を、それぞれ測定した。上記引張試験により得られた各例における0.2%耐力($\sigma_{0.2}$ /MPa)、引張強さ(σ_B /MPa)、伸び(%), 絞り(%), および上記中央加振法による対数減衰率(δ)を、表2に示した。尚、対数減衰率は、振幅歪みが 5×10^{-4} における値である。

【0018】

【表2】

	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び(%)	絞り(%)	対数減衰率 (δ)	反り量 (mm)
実施例 1	326	573	30	33	0.18	0.02
実施例 2	340	601	33	35	0.25	0.05
実施例 3	360	635	40	57	0.28	0.08
実施例 4	355	620	40	56	0.15	0.10
実施例 5	347	600	41	54	0.12	0.15
実施例 6	327	580	43	53	0.11	0.20
比較例 1	262	536	45	63	0.23	0.50
比較例 2	310	553	28	31	0.05	0.01
比較例 3	323	575	43	54	0.04	0.26
比較例 4	230	484	47	66	0.03	0

【0019】表2によれば、実施例1～6の試験片は、0.2%耐力および引張強さの何れも、比較例1よりも高くなった。かかる結果は、実施例1～6では、前記溶体化処理および水冷(急冷)の後に、時効処理を施したため、 α 相のマトリックス中にMnが濃縮した領域およびCuが濃縮した領域を生じさせたことにより、高い強度を得たものと思われる。一方、比較例1は、焼鈍により加工歪みを除去しつつ炉冷したため、上記のような結果になったものと思われる。尚、比較例4は、熱処理を施さなかったため、Mnの濃縮した領域とCuの濃縮した領域とが形成されなかった。このため、実施例1～6および比較例1～3に比べ、0.2%耐力および引張強さ

の何れも小さな値となったと考えられる

【0020】次に、振動減衰能を表す対数減衰率では、表2に示すように、実施例2、3は、比較例1に比べ全体としてほぼ同等またはそれ以上の制振特性を有していると言えよう。また、実施例1、4～6は、比較例1よりも対数減衰率がやや低くなったが、実用的な制振特性の範囲内であった。これら実施例に対し、比較例2～4は、対数減衰率の値が著しく低かった。尚、比較例2では、時効処理温度が低いために相分離が完全に行われず、室温における合金組織に双晶を有する領域が少なかったことが原因と考えられる。尚また、比較例3では、時効処理温度が高くなり、相分離反応は進行していた

が、Mnの濃縮程度が熱力学的に制限されたため、相変態温度が低くなったことが原因と考えられる。更に、比較例4は、熱処理されていないため、著しく低い制振特性となった。かかる結果から、各実施例では、前記溶体化処理後の水冷によるマルテンサイト変態の生成相である双晶の運動により振動が吸収される、ことが確認された。また、寸法精度を示す熱処理前後における反り量では、実施例1～6は、比較例1、3よりも小さい値であり、これらの寸法精度が向上していたと言えよう。

【0021】以上の表2に示す各実施例の結果から、本発明の熱処理方法により、従来と同等またはそれ以上の制振特性および高い強度を有すると共に、優れた寸法精度の制振合金材が得られることが裏付けられた。本発明は、以上に説明した実施形態および実施例に限定されるものではない。例えば、制振合金材を前記溶体化処理した後、直ちに時効処理しても良い。また、前記溶体化処理は、前記熱処理炉に限らず、例えば内部を不活性雰囲気とした誘導加熱炉などで行っても良い。更に、前記時効処理は、アルゴン雰囲気に限らず、窒素などの不活性ガス雰囲気や水素などの還元性ガス雰囲気、あるいは大気雰囲気で行っても良い。尚、Mn-Cu系合金の溶解後における前記加工には、かかる合金の溶湯から連続鑄

造により得た鋳片を鍛造または圧延する方法も含まれる。

【0022】

【発明の効果】以上に説明した本発明の制振合金材の熱処理方法(請求項1)によれば、圧延などの加工により所定の形状に成形されたMn-Cu系合金の制振合金材を、比較的低い温度域の溶体化処理で γ 相の単相にした後、Mn-Cu系合金における γ 相から $\gamma + \alpha$ 相への変態点よりも低い温度域で時効処理を確実に施せる。従って、かかる熱処理の前後における寸法変化が著しく低減でき、強度が高められると共に、従来同様の制振特性を有する制振合金材を確実に得ることができる。

【0023】また、請求項3の熱処理方法によれば、制振合金材のMn-Cu系合金が、 γ 相の単一相で常温付近に急冷されるため、 α 相の析出を確実に防げると共に、次に施す時効処理において、 γ 相のマトリックス中にMnが濃縮した領域およびCuが濃縮した領域を確実に生ぜしめることができる。更に、請求項4の熱処理方法によれば、Cuの含有量を制限し且つその偏析を抑制できると共に、NiおよびFeの第3元素を添加することにより、振動吸収に適した双晶を確実に生成させたMn-Cu系合金とすることができる。

フロントページの続き

(51)Int. Cl.⁷

識別記号

C 22 F 1/00

6 9 2

F I

(参考)

C 22 F 1/00

6 9 2 A

(72)発明者 殷 福星

茨城県つくば市千現一丁目2番1号 独立
行政法人物質・材料研究機構内

(72)発明者 関谷 重信

愛知県名古屋市南区大同町二丁目30番地
大同特殊鋼株式会社技術開発研究所内

(72)発明者 坂口 一哉

愛知県名古屋市南区大同町二丁目30番地
大同特殊鋼株式会社技術開発研究所内